

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-60607

(43)公開日 平成10年(1998)3月3日

(51)Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 3		C 2 2 C 38/00	3 0 3 S
G 1 1 B 5/127			G 1 1 B 5/127	F
H 0 1 F 1/14			H 0 1 F 1/14	Z

審査請求 有 請求項の数3 F D (全 9 頁)

(21)出願番号 特願平9-124803
(62)分割の表示 特願平3-22791の分割
(22)出願日 平成3年(1991)1月23日

(31)優先権主張番号 特願平2-108308
(32)優先日 平2(1990)4月24日
(33)優先権主張国 日本(J P)

(71)出願人 000010098
アルプス電気株式会社
東京都大田区雪谷大塚町1番7号
(71)出願人 391008456
増本 健
宮城県仙台市青葉区上杉3丁目8番22号
(71)出願人 591112625
井上 明久
宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
内住宅11-806
(74)代理人 弁理士 志賀 正武 (外2名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高硬度F e系軟磁性合金

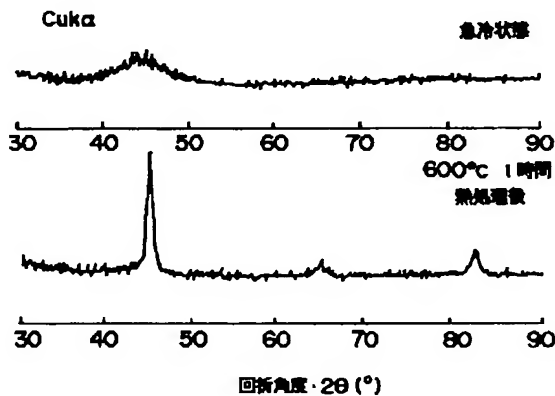
(57)【要約】

【課題】 本発明は、高飽和磁束密度、高透磁率を兼備し、かつ高い硬度と高い熱安定性を併せ持つ高硬度F e系軟磁性合金を提供することを目的とする。

【解決手段】 本発明は、次式で示される組成からなり、Cu K α 線を用いたX線回折図において回折角度2 θ が40 $^{\circ}$ ～50 $^{\circ}$ の間に体心立方晶のF eの回折ピークを有することを特徴とする。

$$(\text{Fe}-a\text{Co})_b\text{B}_x\text{T}_y\text{T}'_z$$

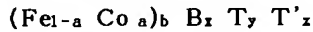
但しTは、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, Wからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、且つ、Zr, Hfのいずれか、又は両方を含み、T'はCu, Ag, Au, Ni, Pd, Ptからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、 $a \leq 0.05$ 、 $75 \leq b \leq 92$ 原子%、 $x = 0.5 \sim 1.6$ 原子%、 $y = 4 \sim 10$ 原子%、 $z = 0.2 \sim 4.5$ 原子%以下である。



1

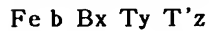
【特許請求の範囲】

【請求項1】 次式で示される組成からなり、Cu K α 線を用いたX線回折図において回折角度 2θ が $40\sim 50^\circ$ の間に体心立方晶のFeの回折ピークを有することを特徴とする高硬度Fe系軟磁性合金。



但しTは、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, Wからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、且つ、Zr, Hfのいずれか、又は両方を含み、T'はCu, Ag, Au, Ni, Pd, Ptからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、 $a\leq 0.05$ 、 $75\leq b\leq 92$ 原子%、 $x=0.5\sim 1.6$ 原子%、 $y=4\sim 10$ 原子%、 $z=0.2\sim 4.5$ 原子%以下である。

【請求項2】 次式で示される組成からなり、Cu K α 線を用いたX線回折図において回折角度 2θ が $40\sim 50^\circ$ の間に体心立方晶のFeの回折ピークを有することを特徴とする高硬度Fe系軟磁性合金。



但しTは、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, Wからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、且つ、Zr, Hfのいずれか、又は両方を含み、T'はCu, Ag, Au, Ni, Pd, Ptからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、 $75\leq b\leq 92$ 原子%、 $x=0.5\sim 1.6$ 原子%、 $y=4\sim 10$ 原子%、 $z=0.2\sim 4.5$ 原子%以下である。

【請求項3】 $500\sim 700^\circ\text{C}$ の温度で熱処理を施したことを特徴とする請求項1または2記載の高硬度Fe系軟磁性合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気ヘッド、トランス、チョークコイル等に用いて好適な軟磁性合金に関するものであり、特に、高飽和磁束密度で軟磁気特性に優れ、硬度が高い高硬度Fe系軟磁性合金に関する。

【0002】

【従来の技術】磁気ヘッド、トランス、チョークコイル等に用いられる合金において一般的に要求される諸特性は以下の通りである

- ①飽和磁束密度が高いこと。
- ②透磁率が高いこと。
- ③低保磁力であること。
- ④薄い形状が得やすいこと。

【0003】また、磁気ヘッドに対しては、前記①～④に記載の特性の他に耐摩耗性の観点から以下の特性が要求される。

- ⑤硬度が高いこと。

【0004】従って軟磁性合金あるいは磁気ヘッドを製造する場合、これらの観点から種々の合金系において材料研究がなされている。従来、前述の用途に対しては、センダスト、パーマロイ、けい素鋼等の結晶質合金が用

2

いられ、最近ではFe基およびCo基の非晶質合金も使用されるようになってきている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかるに磁気ヘッドの場合、高記録密度化に伴う磁気記録媒体の高保磁力化に対応するため、より好適な高性能磁気ヘッド用の磁性材料が望まれている。またトランス、チョークコイルの場合は、電子機器の小型化に伴い、より一層の小型化が必要であるため、より高性能の磁性材料が望まれている。

【0006】ところが、前記のセンダストは、軟磁気特性には優れたものの、飽和磁束密度が約 11 kG と低い欠点があり、パーマロイも同様に、軟磁気特性に優れた合金組成においては、飽和磁束密度が約 8 kG と低い欠点があり、けい素鋼は飽和磁束密度は高いものの軟磁気特性に劣る欠点がある。

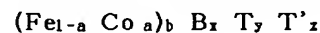
【0007】一方、非晶質合金において、Co基合金は軟磁気特性に優れたものの飽和磁束密度が 10 kG 程度と不十分である。また、Fe基合金は飽和磁束密度が高く、 15 kG あるいはそれ以上のものが得られるが、軟磁気特性が不十分である。また、非晶質合金の熱安定性は十分ではなく、未だ未解決の面がある。前述のごとく高飽和磁束密度と優れた軟磁気特性を兼備することは難しく、更にその上に高硬度な特性を具備するものを得ることは難しい問題があった。

【0008】本発明の目的は、高飽和磁束密度、高透磁率を兼備し、かつ高い硬度と高い熱安定性を併せ持つ高硬度Fe系軟磁性合金を提供することである。

【0009】本発明は前記問題点を解決するために以下の組成を有したものであり、従来実用合金と同程度あるいはより優れた軟磁気特性を有し、しかも高い飽和磁束密度を併せ持ち、硬度が高いという優れたFe系軟磁性合金を得ることに成功し、本発明に想到した。

【0010】

【課題を解決するための手段】請求項1に記載の高硬度Fe系軟磁性合金は前記課題を解決するために次式で示される組成からなり、Cu K α 線を用いたX線回折図において回折角度 2θ が $40\sim 50^\circ$ の間に体心立方晶のFeの回折ピークを有するものである。



但しTはTi, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, Wからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、且つ、Zr, Hfのいずれか、又は両方を含み、T'はCu, Ag, Au, Ni, Pd, Ptからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、 $a\leq 0.05$ 、 $75\leq b\leq 92$ 原子%、 $x=0.5\sim 1.6$ 原子%、 $y=4\sim 10$ 原子%、 $z=0.2\sim 4.5$ 原子%以下である。

【0011】請求項2に記載の高硬度Fe系軟磁性合金は前記課題を解決するために、次式で示される組成からなり、Cu K α 線を用いたX線回折図において回折角度 2θ が $40\sim 50^\circ$ の間に体心立方晶のFeの回折ピー

クを有するものである。

Fe, b, Br, T, T' ;

但しTはTi, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, Wからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、且つ、Zr, Hfのいずれか、又は両方を含み、T'はCu, Ag, Au, Ni, Pd, Ptからなる群から選ばれた1種又は2種以上の元素であり、 $75 \leq b \leq 92$ 原子%、 $x = 0.5 \sim 1.6$ 原子%、 $y = 4 \sim 10$ 原子%、 $z = 0.2 \sim 4.5$ 原子以下%である。

【0012】請求項3に記載の高硬度Fe系軟磁性合金は、前記課題を解決するために、請求項1または2に記載の高硬度Fe系軟磁性合金に500～700℃の温度の熱処理を施すものである。

【0013】

【発明の実施の形態】以下に本発明を更に詳細に説明する。本発明の高硬度Fe系軟磁性合金は、前記組成の非晶質合金あるいは非晶質相を含む結晶質合金を溶湯から急冷することにより得る工程と、スパッタ法あるいは蒸着法等の気相急冷法により得る工程と、これらの工程で得られたものを加熱し微細な結晶粒を析出させる熱処理工程とによって通常得ることが出来る。

【0014】本発明において、非晶質相を得やすくするためには、非晶質形成能の高いZr, Hfのいずれかを含む必要がある。またZr, Hfはその一部を他の4A～6A族元素のうち、Ti, V, Nb, Ta, Mo, Wと置換することが出来る。ここでCrを含めなかったのは、Crが他の元素に比べ非晶質形成能が劣っているからである。

【0015】Bには本発明合金の非晶質形成能を高める効果、および前記熱処理工程において磁気特性に悪影響を及ぼす化合物相の生成を抑制する効果があると考えられ、このためB添加は必須である。Bと同様にAl, Si, C, P等も非晶質形成元素として一般に用いられており、これらの元素を添加した場合も本発明と同一とみなすことができる。

【0016】本発明においては、Cu, Niおよびこれらと同族元素のうちから選ばれた少なくとも1種又は2種以上の元素を0.2～4.5原子%含むことが好ましい。添加量が0.2原子%より少ないと前記の熱処理工程により優れた軟磁気特性を得ることが難しいが、後述するように冷却速度を速くすることにより透磁率を改善できるのでこれらの元素は0.2%以下でも良い。また、これらの元素の中でもCuは特に好適である。

【0017】Cu, Ni等の添加により、軟磁気特性が著しく改善される機構については明らかではないが、結晶化温度を示差熱分析法により測定したところ、Cu, Ni等を添加した合金の結晶化温度は、添加しない合金に比べてやや低い温度であると認められた。これは前記元素の添加により非晶質相が不均一となり、その結果、非晶質相の安定性が低下したことに起因すると考えられる。また不均一な非晶質相が結晶化する場合、部分的に結晶

化しやすい領域が多、数で不均一核生成するため、得られる組織が微細結晶粒組織となると考えられる。また特にFeに対する固溶度が著しく低い元素であるCuの場合、相分離傾向があるため、加熱によりミクロな組成ゆらぎが生じ、非晶質相が不均一となる傾向がより顕著になると考えられ、組織の微細化に寄与するものと考えられる。

【0018】以上の観点からCu及びその同族元素、NiおよびPd, Pt以外の元素でも結晶化温度を低下させる元素には同様の効果が期待できる。またCuのようにFeに対する固溶限が小さい元素にも同様の効果が期待できる。

【0019】以上、本発明の高飽和磁束密度高硬度Fe系軟磁性合金に含まれる合金元素の限定理由を説明したが、これらの元素以外でも耐食性を改善するために、Cr, Ruその他の白金族元素を添加することも可能であり、また、必要に応じて、Y, 希土類元素, Zn, Cd, Ga, In, Ge, Sn, Pb, As, Sb, Bi, Se, Te, Li, Be, Mg, Ca, Sr, Ba等の元素を添加することで磁歪を調整することもできる。その他、H, N, O, S等の不可避的不純物については所望の特性が劣化しない程度に含有していても良いのは勿論である。

【0020】本発明合金におけるFe, Co量のbは、92原子%以下である。これは、後述するように、bが92原子%を超えると高い透磁率が得られないためであるが、飽和磁束密度10kG以上を得るためには、bが75原子%以上であることが好ましい。

【0021】次に本発明の高飽和磁束密度Fe系軟磁性合金の組成限定理由について実施例をもって詳細に説明する。

【0022】

【実施例】

「実施例1」以下の各実施例に示す合金は片ロール液体急冷法により作成した。すなわち、1つの回転している鋼製ロール上におかれたノズルより溶融金属をアルゴンガスの圧力により前記ロール上に噴出させ、急冷して薄帯を得る。以上のように作成した薄帯の幅は約15mmであり、厚さは約20～40μmであった。

【0023】透磁率は、薄帯を加工し、外径10mm、内径5mmのリング状とし、これを積み重ねたものに巻線し、インダクタンス法により測定した。実効透磁率(μ_e)の測定条件は10mOe, 1kHzとした。保磁力(Hc)は、直流B-Hルーブトレーサにより測定し、飽和磁束密度(Bs)はVSMにて10kOeで測定した磁化より算出した。なお、特に規定しない限り、以下に示す実施例では、500～700℃の温度で1時間保持後、水焼入れした後の磁気特性を示す。

【0024】まず、本発明合金の磁気特性および構造に及ぼす熱処理の効果について本発明合金の一つであるFe₈₈Zr₇B₆Cu₁₁合金を例にとって以下に説明する。な

5

お、昇温速度毎分10℃の示差熱分析により求めたFe₈₆Zr₇B₆Cu₁合金の結晶化開始温度は503℃であった。

【0025】図1は、Fe₈₆Zr₇B₆Cu₁合金の実効透磁率に及ぼす焼鈍(各温度で1時間保持後水焼入れ)の効果を示す。

【0026】図1より急冷状態(RQ)(溶融金属を急冷して薄帯にした状態)における本合金の実効透磁率は、Fe基非晶質合金程度の低い値を示すが、500～620℃の熱処理(特に説明しない限り各温度で1時間保持後水焼き入れ)により、急冷状態の10倍程度の高10
い値に増加している。ここで600℃熱処理後の厚さ約20μmの試料について透磁率の周波数依存を調べたところ1kHzで32000、10kHzで25600、更に100kHzで8330と、高い測定周波数においても優れた軟磁気特性を示した。また、透磁率に及ぼす冷却速度の影響を調べたところ、600℃で1時間保持後、水焼入れにより急冷した本合金の実効透磁率32000に対し、空冷した場合、その値は18000となり、熱処理後の冷却速度も重要である。

【0027】よって本合金の磁気特性は最適な熱処理条件を適当に選ぶことにより調整することができ、また磁場中焼鈍などにより磁気特性を改善することもできる。次にFe₈₆Zr₇B₆Cu₁合金の熱処理前後の構造の変化をX線回折法により調べ、熱処理後の組織を透過電子顕微鏡を用いて観察し、結果をそれぞれ2図と図3に示す。

【0028】図2より、急冷状態(溶融金属を急冷して

6

薄帯にした状態)では非晶質に特有のハローな回折図形が、熱処理後(各温度で1時間保持後水焼き入れ)には体心立方晶のFeに独特の回折ピークを回折角度2θが40～50°の範囲内に有する回折図形がそれぞれ認められ、本合金の構造が熱処理により、非晶質から体心立方晶へと変化したことがわかる。そして図3より、熱処理後の組織が、粒径約100オングストローム程度の微結晶から成ることがわかる。また、Fe₈₆Zr₇B₆Cu₁合金について熱処理前後の硬さの変化を調べたところ、ビッカース硬さで急冷状態(溶融金属を急冷して薄帯にした状態)の740DPNから650℃熱処理後には1390DPNと従来材料にない高い値まで増加し、磁気ヘッド用材料に好適であることも判明した。また、トランス、チョークコイルに使用した場合、合金薄帯に折れ、切れ、傷等が生じにくく、製造工程上の歩留まりも向上する。

【0029】以上のごとく本発明合金は、前述の組成を有する非晶質合金を熱処理により結晶化させ、超微細結晶粒を主とする組織を得ることにより、高飽和磁束密度20
でかつ軟磁気特性に優れ、更に高い硬さと高い熱安定性を有する優れた特性を得ることができる。

【0030】次に前記合金のZr量およびB量を変化させた場合の実施例を示す。後に記載する表1および図4は焼鈍後の磁気特性を示す。

【0031】

【表1】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 μ_e (IK)	保磁力 H_c (Oe)	飽和磁束密度 B_s (KG)
1	Fe ₈₅ Zr ₄ B ₁₀ Cu ₁	9250	0.150	14.9
2	Fe ₈₃ Zr ₄ B ₁₂ Cu ₁	7800	0.170	14.2
3	Fe ₈₈ Zr ₅ B ₆ Cu ₁	15500	0.190	16.7
4	Fe ₈₆ Zr ₅ B ₈ Cu ₁	23200	0.032	15.2
5	Fe ₈₄ Zr ₅ B ₁₀ Cu ₁	21100	0.055	14.5
6	Fe ₈₂ Zr ₅ B ₁₂ Cu ₁	12000	0.136	13.9
7	Fe ₈₉ Zr ₆ B ₄ Cu ₁	30300	0.008	17.0
8	Fe ₈₈ Zr ₆ B ₅ Cu ₁	15200	0.052	16.3
9	Fe ₈₇ Zr ₆ B ₆ Cu ₁	18300	0.040	15.7
10	Fe ₈₆ Zr ₆ B ₇ Cu ₁	15400	0.042	15.2
11	Fe ₉₁ Zr ₇ B ₁ Cu ₁	20700	0.089	17.1
12	Fe ₉₀ Zr ₇ B ₂ Cu ₁	32200	0.030	16.8
13	Fe ₈₉ Zr ₇ B ₃ Cu ₁	32400	0.036	16.2
14	Fe ₈₈ Zr ₇ B ₄ Cu ₁	31300	0.102	15.8
15	Fe ₈₇ Zr ₇ B ₅ Cu ₁	31000	0.082	15.3
16	Fe ₈₆ Zr ₇ B ₆ Cu ₁	32000	0.044	15.0
17	Fe ₈₄ Zr ₇ B ₈ Cu ₁	25700	0.044	14.2
18	Fe ₈₂ Zr ₇ B ₁₀ Cu ₁	19200	0.038	13.3
19	Fe ₈₀ Zr ₇ B ₁₂ Cu ₁	23800	0.044	12.5
20	Fe ₇₈ Zr ₇ B ₁₄ Cu ₁	13300	0.068	11.8
21	Fe ₇₆ Zr ₇ B ₁₆ Cu ₁	10000	0.20	11.1
22	Fe ₈₈ Zr ₈ B ₃ Cu ₁	29800	0.084	15.4
23	Fe ₈₅ Zr ₈ B ₆ Cu ₁	28000	0.050	14.2
24	Fe ₈₄ Zr ₈ B ₇ Cu ₁	20400	0.044	13.8
25	Fe ₈₂ Zr ₈ B ₂ Cu ₁	11700	0.112	15.1
26	Fe ₈₂ Zr ₉ B ₄ Cu ₁	12900	0.160	14.3
27	Fe ₈₄ Zr ₉ B ₆ Cu ₁	11800	0.108	13.1
28	Fe ₈₅ Zr ₁₀ B ₄ Cu ₁	6240	0.210	12.8
29	Fe ₈₃ Zr ₁₀ B ₆ Cu ₁	5820	0.220	12.0

【0032】図4より、Zr量が4～10原子%の範囲で高透磁率が得やすいことがわかる。また、Zr量が4原子%以下では10000以上の実効透磁率が得られず、10原子%を超えると透磁率が急激に低下するとともに飽和磁束密度も低下するため好ましくない。そこで、本発明合金におけるZr含有量の限定範囲を4～10原子%とした。

【0033】同様にB量については、0.5～16原子%の範囲で実効透磁率10000以上の高透磁率が得やすいことがわかり、このためB含有量の限定範囲を0.5～16原子%とした。またZr、B量が前記範囲にあっても、Fe量が92原子%を超えると高い透磁率が得られないため、本発明合金におけるFe+Co含有量(b)は*40

*92原子%以下とした。

【0034】「実施例2」次に実施例1に示したFe-Zr-B-Cu系合金のZrをHfで置換えしたFe-Hf-B-Cu系合金について説明する。

【0035】実施例としてB量を6原子%、Cu量を1原子%でそれぞれ一定とした場合の結果を後記する表2に示す。また、第5図は、Hf量を4～10原子%の範囲で変化させた場合の透磁率を示す。第5図には比較のために、Fe-Zr-B₆-Cu₁系合金の実効透磁率を併せて示す。

【0036】

【表2】

No	合金組成	透磁率	保磁力	飽和磁束密度
30	Fe ₈₈ Hf ₄ B ₆ Cu ₁	9350	0.150	16.1
31	Fe ₈₈ Hf ₅ B ₆ Cu ₁	20400	0.048	15.7
32	Fe ₈₇ Hf ₆ B ₆ Cu ₁	26500	0.028	15.2
33	Fe ₈₆ Hf ₇ B ₆ Cu ₁	25200	0.026	14.7
34	Fe ₈₅ Hf ₈ B ₆ Cu ₁	25200	0.038	14.1
35	Fe ₈₄ Hf ₉ B ₆ Cu ₁	19600	0.068	13.5
36	Fe ₈₃ Hf ₁₀ B ₆ Cu ₁	9860	0.104	12.8
37	Fe ₈ Zr ₄ Hf ₃ B ₆ Cu ₁	39600	0.032	14.8

【0037】図5から、4～10原子%の範囲において、Fe-Hf-B-C系合金の実効透磁率がFe-Zr-B-Cu系合金のものと同等であることがわかる。また、第2表中に示すFe₈₆Zr₄Hf₃B₆Cu₁合金の磁気特性は実施例1のFe-Zr-B-Cu系合金の磁気特性と同等である。従って実施例1に示したFe-Zr-B-Cu系合金のZrは、その組成限定範囲である4～10原子%すべてにおいてHfと一部もしくは全て置換可能である。

【0038】「実施例3」次に実施例1および実施例2*

*に示したFe-(Zr,Hf)-B-Cu合金のZr、Hfの一部をNbで置換する場合について説明する。

【0039】実施例としてFe-Zr-B-Cu系合金のZrの一部を1～5原子%のNbで置換した場合の結果を後記する表3に示す。また、図6はNb添加量を3原子%としたFe-Zr-Nb-B-Cu系合金の磁気特性を示したものである。

【0040】

【表3】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 μe(IK)	保磁力 Hc(Oe)	飽和磁束密度 Bs (KG)
38	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₁ B ₆ Cu ₁	11300	0.108	16.9
39	Fe ₈₇ Zr ₄ Nb ₂ B ₆ Cu ₁	37400	0.042	15.9
40	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Cu ₁	35700	0.046	15.3
41	Fe ₈₅ Zr ₄ Nb ₄ B ₆ Cu ₁	30700	0.050	14.3
42	Fe ₈₄ Zr ₄ Nb ₅ B ₆ Cu ₁	14600	0.092	13.7
43	Fe ₈₆ Zr ₂ Nb ₃ B ₈ Cu ₁	14900	0.108	16.6
44	Fe ₈₄ Zr ₂ Nb ₃ B ₁₀ Cu ₁	15900	0.085	16.2
45	Fe ₈₇ Zr ₃ Nb ₃ B ₆ Cu ₁	33800	0.048	16.0
46	Fe ₈₆ Zr ₃ Nb ₃ B ₈ Cu ₁	24100	0.095	15.5
47	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₄ Cu ₁	16900	0.076	15.6
48	Fe ₈₄ Zr ₄ Nb ₃ B ₈ Cu ₁	38700	0.038	14.6
49	Fe ₈₆ Zr ₅ Nb ₃ B ₅ Cu ₁	24200	0.048	14.8
50	Fe ₈₄ Zr ₅ Nb ₃ B ₇ Cu ₁	21700	0.038	14.0
51	Fe ₈₄ Zr ₆ Nb ₃ B ₆ Cu ₁	17300	0.110	13.9
52	Fe ₈₂ Zr ₆ Nb ₃ B ₈ Cu ₁	20400	0.045	13.2
53	Fe ₇₉ Zr ₇ Nb ₃ B ₁₀ Cu ₁	10800	0.125	12.4

【0041】図6において高い透磁率が得やすいZr+ Nbの量は、Fe-Zr-B-Cu系合金におけるZrの場合と同じ4～10原子%であり、この範囲ではFe-Zr-B-Cu系合金と同等の高い実効透磁率が得られている。従ってFe-(Zr,Hf)-B-Cu合金のZr、Hfの一部はNbで置換することが可能である。

【0042】「実施例4」次に実施例3に示したFe*

※(Zr,Hf)-Nb-B-Cu合金のNbをTi、V、Ta、Mo、Wと置換える場合について説明する。実施例として、後記する表4に、Fe-Zr-T-B-Cu₁(T=Ti、V、Ta、Mo、W)系合金の磁気特性を示す。

【0043】

【表4】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 μe(IK)	保磁力 Hc(Oe)	飽和磁束密度 Bs (KG)
54	Fe ₈₀ Zr ₁ Ti ₆ B ₁₂ Cu ₁	13800	0.105	12.8
55	Fe ₈₅ Zr ₄ Ti ₃ B ₆ Cu ₁	12700	0.110	14.7
56	Fe ₈₄ Zr ₄ V ₅ B ₆ Cu ₁	6640	0.201	13.5
57	Fe ₈₆ Zr ₄ Ti ₃ B ₈ Cu ₁	20900	0.096	15.1
58	Fe ₈₄ Zr ₄ Ti ₅ B ₆ Cu ₁	8310	0.172	14.0
59	Fe ₈₆ Zr ₄ Mo ₃ B ₆ Cu ₁	9410	0.160	15.3
60	Fe ₈₄ Zr ₄ Mo ₅ B ₆ Cu ₁	9870	0.160	13.7
61	Fe ₈₆ Zr ₄ W ₃ B ₆ Cu ₁	11700	0.098	14.8
62	Fe ₈₄ Zr ₄ W ₅ B ₆ Cu ₁	6910	0.211	13.2

【0044】表4中の各実施例とも、Fe系非晶質合金で通常得られる実効透磁率の5000を上回る優れた磁気特性を示している。従って、Fe-(Zr,Hf)-Nb-B-Cu合金のNbはTi、V、Ta、Mo、Wと置換することが可能である。

【0045】「実施例5」次に、本発明合金におけるC★50

★u含有量の限定理由について説明する。実施例として図7に、Fe_{87-x}Zr₄Nb₃B₆Cu_x合金のCu量(z)と透磁率の関係を示し、図8にFe₈₈Cu₁Zr₈なる組成の軟磁性合金の透磁率と冷却速度の関係を示す。

【0046】図7から、z=0.2～4.5原子%の範囲で実効透磁率10000以上の優れた磁気特性が得やす

11

いことがわかる。 z が0.2原子%以下になるとCu添加効果が有効に得られにくく、また z が4.5原子%を超えると透磁率の劣化を招くので、実用上好ましくない。しかし、図8から明らかなように冷却速度を上げることで透磁率の改善ができるので、 z は0.2原子%以下でも良い。よって、本発明合金におけるCu含有量の範囲は4.5原子%以下とした。

* 【表5】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 μ_e (lK)	保磁力 Hc(Oe)	飽和磁束密度 Bs(KG)
63	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Ni ₁	17900	0.072	15.4
64	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Pd ₁	18800	0.064	15.4
65	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Pt ₁	19900	0.096	14.8
66	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Ag ₁	17800	0.090	15.3
67	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Au ₁	21500	0.076	15.2

【0049】表5より各合金とも実効透磁率が10000以上であり、Cuとほぼ同程度の優れた磁気特性を示している。従って、本発明合金のCuはAg, Au, Ni, Pd, Ptと置換可能であることが明らかである。

【0050】「実施例7」次に本発明合金におけるCo含有量の限定理由について説明する。実施例として(Fe_{1-a}-a-Co)₈₆Zr₄Nb₃B₆Cu₁合金のCo量(a)と透磁率の関係を図9に示す。

【0051】図9においてaが0.05以下の範囲においては実効透磁率10000以上の高い値を示すが、0.05を超える範囲では実効透磁率が急激に低下し実用上※

※好ましくない。よって、本発明合金におけるCo含有量(a)は、0.05以下とした。

【0052】「実施例8」次に本発明合金をスパッタ法により作製した場合について説明する。

【0053】薄膜の作製は、高周波スパッタ法によりAr雰囲気中で行った。得られた膜の膜厚は1~2μmであって、これを、500~700℃で熱処理した後、磁気特性を測定した。その結果を後記する表6に示す。

【0054】

【表6】

No	合金組成 (原子%)	透磁率 μ_e (lK)	保磁力 Hc(Oe)	飽和磁束密度 Bs(KG)
68	Fe ₈₆ Zr ₇ B ₆ Cu ₁	1900	0.31	15.0
69	Fe ₈₆ Zr ₄ Nb ₃ B ₆ Cu ₁	2050	0.30	15.2
70	Fe ₈₆ Hf ₇ B ₆ Cu ₁	2020	0.28	14.7

【0055】表6より、いずれの合金膜も優れた軟磁気特性を示しており、本発明合金はスパッタ法によっても製造可能であることが明らかになった。

【0056】

【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、熱処理後のビッカース硬度が1390DPNと従来にない硬度を有し、トランス等を製造する際に折れ、切れ、傷等が生じにくく、製造工程上の歩留まりが向上する。また、従来の実用合金と同程度あるいはそれより優れた軟磁気特性を有し、更に高い飽和磁束密度も備えたFe系軟磁性合金を提供することができる。しかも本発明の軟磁性合金は、高い機械強度を有し、高い熱安定性も兼ね備えている。以上のことから本発明のFe系軟磁性合金は、磁気記録媒体の高保磁力化に対応することが必要な磁気ヘッド、より一層の小型化が要求されているトランス、チョークコイル用として好適であって、これらの用途に供した場合、これらの性能の向上と小型軽量化をなしえる効果がある。

【図面の簡単な説明】

★50

12

* 【0047】「実施例6」次に実施例1~実施例5に示した各合金のCuをAg, Ni, Pd, Ptと置換する場合について説明する。実施例として、後記する表5に、Fe₈₆Zr₄Nb₃B₆T'₁(T'=Ag, Au, Ni, Pd, Pt)合金の磁気特性を示す。

【0048】

【表5】

※好ましくない。よって、本発明合金におけるCo含有量(a)は、0.05以下とした。

【0052】「実施例8」次に本発明合金をスパッタ法により作製した場合について説明する。

【0053】薄膜の作製は、高周波スパッタ法によりAr雰囲気中で行った。得られた膜の膜厚は1~2μmであって、これを、500~700℃で熱処理した後、磁気特性を測定した。その結果を後記する表6に示す。

【0054】

【表6】

★【図1】図1は本発明合金の一例の実効透磁率と焼鈍温度の関係を示すグラフである。

【図2】図2は本発明合金の一例の熱処理前後の構造変化を示すX線回折図形を示すグラフである。

【図3】図3は本発明合金の一例の熱処理後の組織を示す顕微鏡写真の模式図である。

【図4】図4は本発明合金の一例においてZr量とB量を変化させた場合の磁気特性を示す三角組成図である。

【図5】図5は本発明合金の一例においてHf量の変化と透磁率の関係を示すグラフである。

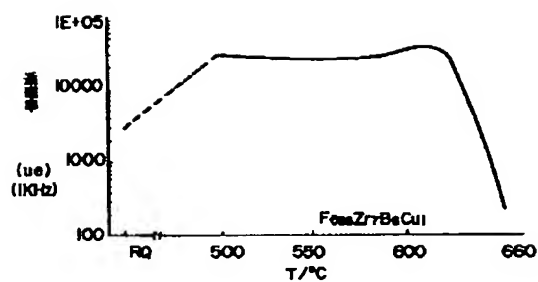
【図6】図6は本発明合金の一例においてB量とZr量を変化させた場合の磁気特性を示す三角組成図である。

【図7】図7は本発明合金の一例におけるCu量と透磁率の関係を示すグラフである。

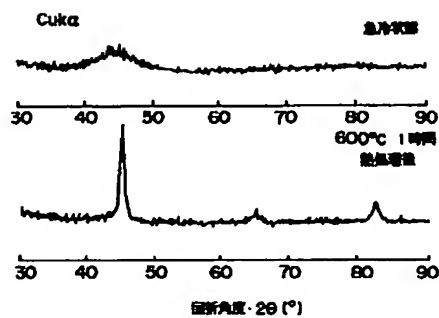
【図8】図8は冷却速度と透磁率の関係を示すグラフである。

【図9】図9は本発明合金の一例におけるCo量と透磁率の関係を示すグラフである。

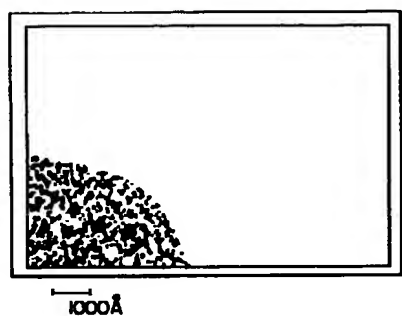
【図1】



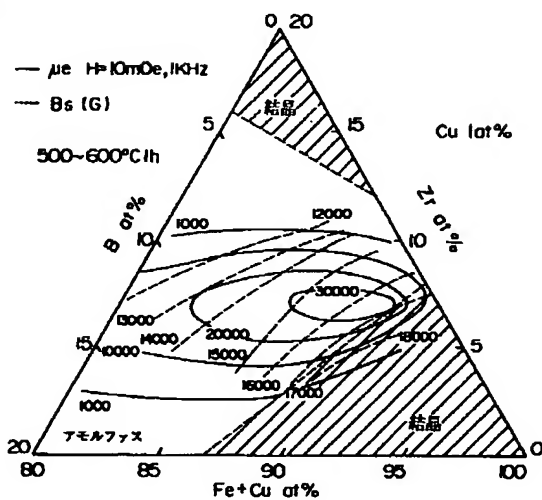
【図2】



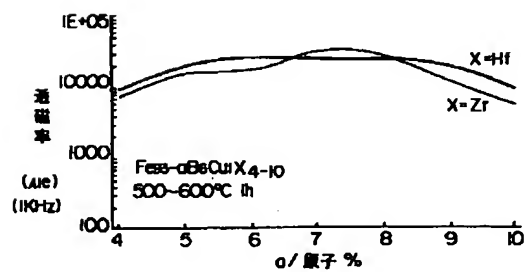
【図3】



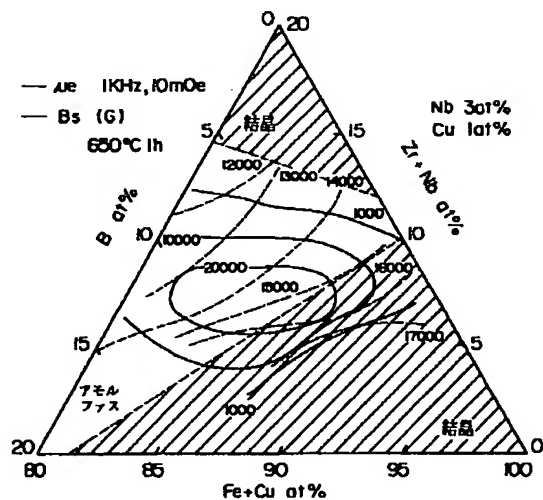
【図4】



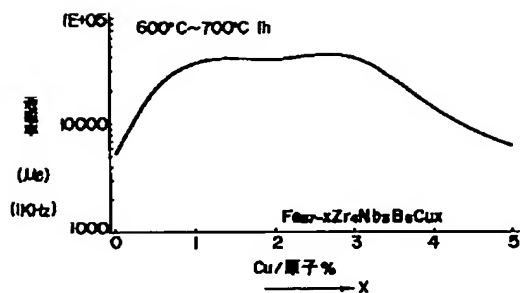
【図5】



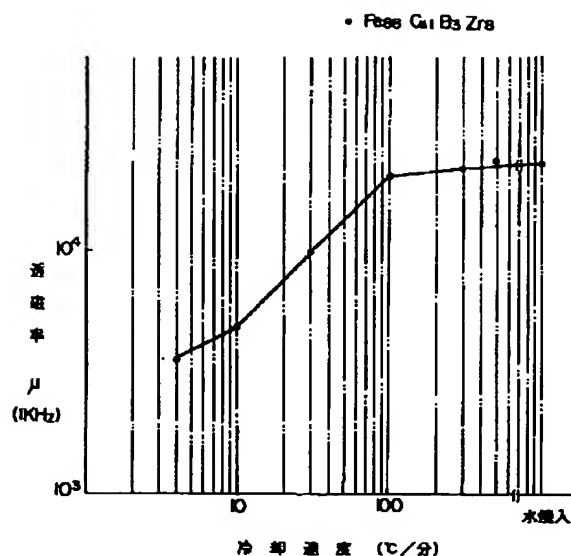
【図6】



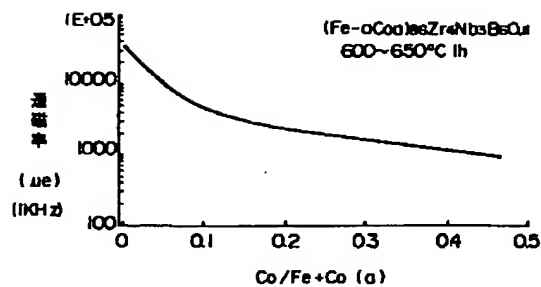
【図7】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

(72)発明者 鈴木 清策
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内
(72)発明者 牧野 彰宏
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 増本 健
宮城県仙台市青葉区上杉3丁目8-22
(72)発明者 井上 明久
宮城県仙台市青葉区川内無番地 川内住宅
11-806
(72)発明者 湯岡 教行
宮城県仙台市太白区向山1丁目4番7号